第 51 卷 第 8 期
2015 年 8 月 第904-912页
金属学报
ACTA METALLURGICA SINICA
Vol.51 No.8
Aug. 2015 pp.904-912

T250马氏体时效钢激光焊接-时效处理接头的强韧性*

李 坤[1)] 单际国[1,2)] 王春旭[3)] 田志凌[3)]

1) 清华大学机械工程系激光加工研究中心, 北京 100084

2) 清华大学先进成形制造教育部重点实验室, 北京 100084

3) 钢铁研究总院特殊钢研究所, 北京 100081

摘 要 对T250马氏体时效钢进行光纤激光焊接和时效处理, 研究了焊前时效和焊后时效条件下接头的强韧性并分析了原因. 结果表明, 焊前时效处理接头的强韧性较差, 抗拉强度为时效态母材的62%, 静力韧度为28%; 焊后时效处理的接头的强韧性较好, 抗拉强度达到了时效态母材的98%, 静力韧度达到了71%. 焊缝区是影响焊接-时效处理接头强韧性的关键区域, 焊缝中弥散析出的Ni_3(Ti, Mo)颗粒相是焊后时效处理的接头强韧性优于焊前时效处理的接头的根本原因. Ni_3(Ti, Mo)析出相对接头的抗拉强度和弹性变形阶段的静力韧度有利, 对接头塑性变形阶段的静力韧度有双重影响. 晶界逆转变奥氏体对接头的抗拉强度和弹性变形阶段的静力韧度影响不大, 但对接头塑性变形阶段的静力韧度不利.

关键词 T250马氏体时效钢, 激光焊接接头, 强韧性, 焊接-时效, 静力韧度, Ni_3(Ti, Mo)颗粒, 逆转变奥氏体

中图法分类号 TG456.7 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)08-0904-09

STRENGTH AND TOUGHNESS OF T250 MARAGING STEEL JOINT HYBRID-TREATED WITH LASER WELDING AND AGING

LI Kun [1)], *SHAN Jiguo* [1,2)], *WANG Chunxu* [3)], *TIAN Zhiling* [3)]

1) Laser Processing Research Center, Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084

2) Key Laboratory for Advanced Materials Processing Technology, Ministry of Education, Tsinghua University, Beijing 100084

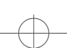
3) Institute for Special Steel, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081

Correspondent: SHAN Jiguo, professor, Tel: (010)62773798, E-mail: shanjg@mail.tsinghua.edu.cn

Manuscript received 2014-11-23, in revised form 2015-02-11

ABSTRACT Maraging steels are leading members of the ultra-high strength steel family due to a combination of two solid state reactions: martensitic transformation and subsequent ageing. These steels can be hardened by the precipitation of refined Ni_3(Ti, Mo) intermetallic particles. They have been widely used in the military and aerospace applications such as solid rocket motor cases and submarine shells due to their high strength and toughness. The T250 maraging steel has used Ti as one of the primary strengthening elements to replace Co, which decreases the cost of maraging steels. Its properties are comparable to the standard Co-bearing grades in the 1.4~2.1 GPa strength levels. It possesses good weldability without porosity in the weld and other weld defects. However, the combination of strength and toughness of welded joints is the main problem which has not been solved well via different welding methods so far. In this work, T250 maraging steel plate with 2 mm thickness was hybrid-treated with laser welding and aging treatment. The strength and toughness of welded joints aged before and after welding were investigated. The microstructures of parent metals and welded joints were observed with OM and SEM. Chemical compositions in parent metals and weld zones were analyzed with EPMA. The tensile strength and static toughness were acquired with the auxiliary device of Gleeble machine and could represent strength and toughness

*收到初稿日期: 2014-11-23, 收到修改稿日期: 2015-02-11
作者简介: 李 坤, 男, 1988年生, 博士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00635



of the welded joints. The results show that the tensile strength and static toughness of the welded joint aged before welding are 62% and 28% that of the aged parent metal, respectively. However, the tensile strength and static toughness of the welded joint aged after welding reach 98% and 71% that of the aged parent metal, respectively. The weld metal is the key zone to influence the strength and toughness of the welded joints. Ni_3(Ti, Mo) precipitates in the weld metal are the intrinsic reason resulting in that the strength and toughness of the welded joint aged after welding are superior to that of the welded joint aged before welding. Ni_3(Ti, Mo) precipitates are beneficial to the strength and static toughness in the elastic deformation stage, and it has a dual effect on the static toughness in the plastic deformation stage of the welded joints. The reverted austenite has a negligible effect on the strength and static toughness in the elastic deformation stage, while it is detrimental to the static toughness in the plastic deformation stage of the welded joints.

KEY WORDS T250 maraging steel, laser welded joint, strength and toughness, welding and aging, static toughness, Ni_3(Ti, Mo) particle, reverted austenite

T250马氏体时效钢是在C250含Co马氏体时效钢的基础上去Co增Ti开发出来的高强高韧钢[1], 以无碳或微碳马氏体为基体, 在柔性Fe-Ni马氏体合金中加入Ti, Mo, Al元素, 通过回火或时效产生金属间化合物沉淀强化效应, 从而大幅度提高了强度和韧性[2~5]. 由于T250具有与C250相当的高强高韧性, 且不含Co使成本大大降低, 该材料被广泛用于固体火箭发动机壳体等众多航天尖端技术领域, 而焊接是推动T250钢应用的关键[6~9].

马氏体时效钢的工业应用状态为时效态, 其焊接结构件主要分为2大类. 一类是大型精密结构件, 为了保证机械加工的尺寸精度, 需要先时效再进行焊接; 另一类是尺寸较小、结构复杂的构件, 此类构件供货态为固溶态, 便于机械加工, 焊接后整体进行时效[10]. 目前, 马氏体时效钢采用的焊接方法主要有钨极氩弧焊、等离子弧焊、电子束焊, 但因热影响区大或者因组织偏析和焊接缺陷等原因, 无论是先时效再焊接, 还是先焊接再时效的结构件强度和韧性均未得到良好的匹配, 接头的强度低、韧性差仍是困扰马氏体时效钢焊接质量的难题[11~14]. 激光因其高能量密度和低热输入, 且与电子束焊相比, 设备成本低, 工件无需去磁处理, 在马氏体时效钢焊接及其工业化中具有潜在优势. 目前, 国内外对无Co马氏体时效钢激光焊接研究较少, 焊接结构件的强韧性问题仍未有效解决, 激光焊接及时效工艺对其强韧性的影响亦不清楚[15~17].

本工作采用光纤激光焊接T250马氏体时效钢, 针对先时效再焊接及先焊接再时效这2类典型构件的工艺特点, 改变焊接-时效处理的工艺条件, 研究了焊接-时效处理接头的强韧性及其影响因素, 对进一步提高T250马氏体时效钢焊接接头的强韧性具有指导意义.

1　实验方法

实验母材为T250马氏体时效钢固溶态板材, 厚度为2 mm, 其化学成分(质量分数, %)为: Ni 19.0, Mo 3.0, Ti 1.5, Al 0.1, Cr 0.3, C 0.007, Si 0.03, S 0.002, P 0.005, Fe余量. 激光焊接系统包括2 kW IPG光纤激光器(波长为1.07 μm, 聚焦光斑直径为0.13 mm)和四轴三联动数控机床. 将钢板线切割成尺寸为50 mm×50 mm×2 mm的试板, 对其进行激光重熔焊接, 焊接示意图如图1所示. 采用Ar气进行正面和背面保护, 气流量均为25 L/min. 为保证焊缝熔透及较高的焊接效率, 优化后的激光功率和焊接速率分别为2000 W和3 m/min. 采用焊前时效和焊后时效2种处理工艺获得2种焊接-时效处理接头, 对固溶态母材进行时效处理获得时效态母材, 时效制度均为480 ℃保温3 h, 空冷至室温.

采用BX51M/DP72金相显微镜(OM)观察不同热处理状态母材和焊接-时效处理接头的微观组织, 采用JSM-7001F扫描电子显微镜(SEM)观察拉伸断口和焊缝的背散射电子(BSE)像, 用JXA-8230电子探针(EPMA)测量母材及焊缝的微区化学成分. 采用FM-800显微硬度计测量焊接接头各特征区域的硬

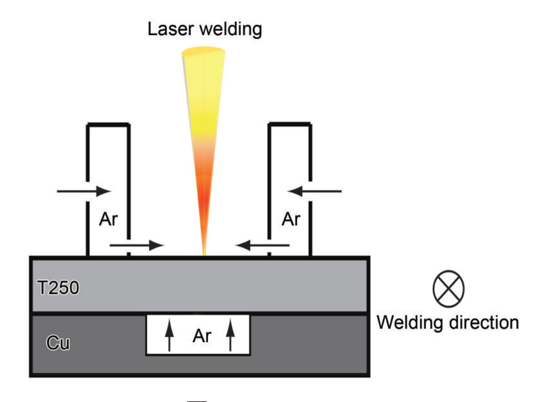


图1 激光焊接示意图

Fig.1 Schematic diagram of laser welding

度, 加载载荷为300 g, 保持时间为15 s.

采用Gleeble1500D热/力模拟试验机的辅助装置对母材及打磨掉余高后的焊接接头进行拉伸实验, 并得到应力-应变曲线. 拉伸试样的尺寸如图2所示. 焊接接头的强韧性采用抗拉强度和静力韧度(U_{OT})进行表征. 其中, 静力韧度是拉伸应力-应变曲线所围成的面积[18~21], 采用Matlab计算面积, 弹性变形量δ_1和塑性变形量δ_2从应力-应变曲线中提取, 并用于计算弹性变形阶段的静力韧度U_1和塑性变形阶段的静力韧度U_2. 抗拉强度和静力韧度值均取3个试样的平均值.

2 实验结果与分析

2.1 拉伸实验结果

表1为不同焊接-时效处理工艺的接头及不同热处理状态母材的拉伸强度及静力韧度. 可以看出, 2种焊接-时效处理工艺的接头与不同热处理状态母材的强韧性存在明显差异. 固溶态母材的抗拉强度最低, 但静力韧度最大; 时效态母材的抗拉强度最高, 静力韧度相对较大. 焊前时效和焊后时效处理的接头均断在焊缝处, 焊前时效处理的接头的抗拉强度为1016.5 MPa, 静力韧度仅为19.7 MJ/m^3. 焊后时效处理的接头的抗拉强度为1618.2 MPa, 静力韧度为49.6 MJ/m^3. 由此看来, 焊前时效处理的接头的强韧性较差, 抗拉强度为时效态母材的62%, 静力韧度仅为时效态母材的28%, 说明焊接热循环对焊前时效处理的母材的强韧性有破坏作用, 使接头部分地丧失了焊前时效效果, 是导致焊前时效处理的接头强韧性较差的关键因素. 焊后时效处理的接头的强韧性较好, 抗拉强度达到了时效态母材的98%, 静力韧度为时效态母材的71%. 焊后时效处理的接头的抗拉强度明显高于焊前和焊后均未经时效处理的母材进行焊接的接头, 且静力韧度与其接近. 由固溶态母材焊接接头的强韧性与固溶态母材相似可知, 光纤激光焊接热循环对固溶态母材强韧性几乎不产生损伤性影响, 时效是焊后时效处理接头具有较好强韧性的关键因素.

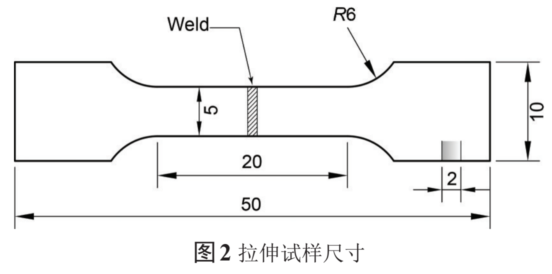


图2 拉伸试样尺寸

Fig.2 Dimension of tensile specimen (unit: mm)

2.2 焊接接头断裂强度的影响因素及原因

2种焊接-时效处理的接头均断在焊缝处, 说明焊缝是接头的薄弱环节, 因此, 要找出不同焊接-时效工艺接头的强度存在差异的原因, 就需要深入分析焊缝金属的组织和物相特征及其差别. 图3和4分别为不同热处理状态母材及焊接-时效处理工艺接头焊缝的OM和SEM像. 由图可见, 固溶态母材为板条状马氏体组织(图3a), 马氏体基体组织及其晶界上均未见析出相(图4b), 所以其强度低, 韧性很好. 经过时效处理的母材, 其板条状马氏体仍保持原貌(图3b), 但马氏体基体内部及原奥氏体晶界处出现大量直径约50 nm的弥散析出颗粒物(图4d), 这些颗粒物应该是$Ni_3(Ti, Mo)$[22~24], 使其强度大幅度提升, 韧性有所下降(表1).

时效态母材焊接以后, 在焊接热循环的作用下, 焊缝为激光焊典型的柱状组织(图3c), 且时效态母材中的析出相熔化后完全固溶到奥氏体中, 在焊缝快速冷却的过程中来不及析出, 故焊缝金属中未见$Ni_3(Ti, Mo)$颗粒相(图4f), 使得接头的强度明显低于时效态母材. 由于激光焊接热循环的快速冷却, 焊缝的晶粒明显小于固溶态(图3a), 所以其接头的

表1 不同热处理状态母材和焊接-时效处理工艺接头的拉伸强度及静力韧度

Table 1 Tensile strength and static toughness of parent metals and welded joints hybrid-treated with welding and aging

Material	σ_b / MPa	δ_1 / %	δ_2 / %	U_{OT} / (MJ· m^{-3})	U_1 / (MJ· m^{-3})	U_2 / (MJ· m^{-3})	Fracture location
As-received parent metal	885.4	3.0	7.2	87.3	20.3	67.0	-
Aged parent metal	1646.8	3.8	2.8	70.1	26.7	43.4	-
Aged before welding	1016.5	2.2	1.3	19.7	8.1	11.6	Weld metal
Welded without aging	886.8	3.1	7.0	87.6	21.1	66.5	Base metal
Aged after welding	1618.2	3.6	1.0	49.6	25.7	23.9	Weld metal

Note: σ_b—tensile strength, δ_1—elastic deformation, δ_2—plastic deformation, U_{OT}—static toughness, U_1—static toughness in elastic deformation stage, U_2—static toughness in plastic deformation stage

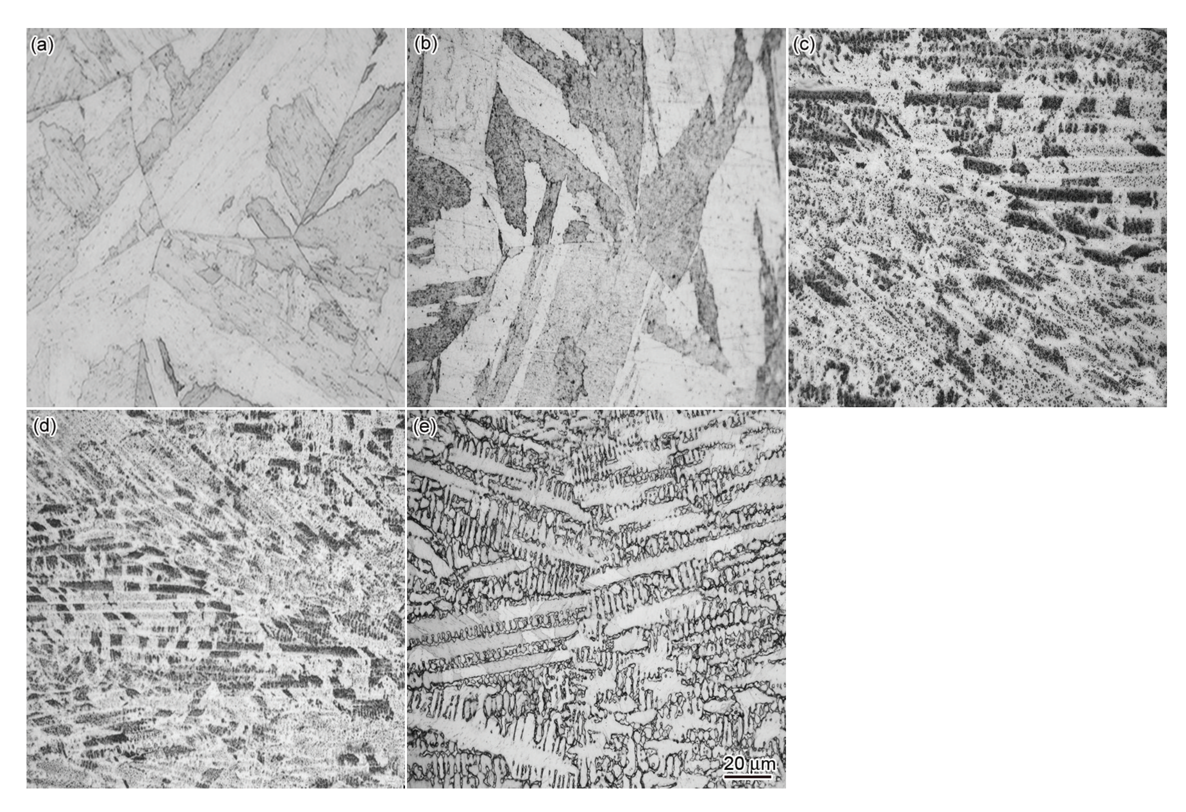


图3 不同热处理状态母材及焊接-时效处理工艺焊缝的OM像

Fig.3 OM images of as-received parent metal (a), aged parent metal (b), welded joint aged before welding (c), welded joint without aging (d) and welded joint aged after welding (e)

强度高于固溶态母材.

固溶态母材经过焊接后, 其焊缝处组织为柱状组织, 晶粒变得细小(图3d), 马氏体基体中不存在Ni_3(Ti, Mo)颗粒相(图4h), 说明光纤激光焊接热循环对固溶态母材的组织物相影响较小, 其强度和静力韧度均与固溶态母材相近(表1). 但是, 焊接接头经过时效以后, 焊缝中的马氏体基体中弥散析出了大量Ni_3(Ti, Mo)颗粒相(图4j), 这有利于提高焊缝金属的强度. 与时效态母材不同的是, 焊缝经时效处理以后, 马氏体晶界处析出了浅色树枝状组织(图3e和4i), 可能是接头强度稍低于时效态母材的原因. 图5为焊后时效处理接头焊缝处的BSE像. 由图可知, Ni, Mo, Ti元素在晶界处存在明显的偏聚. 从表2所示的EPMA定量分析亦可看出, 固溶态母材和时效态母材的晶内和晶界处不存在明显的元素偏析, 但3种焊接接头的焊缝区晶界处均存在Ni, Mo, Ti元素的微量偏析, 推断是激光快速加热和冷却的热循环过程, 使Ni, Mo, Ti元素在冷却过程中来不及扩散而在最后凝固的晶界处偏聚. Ni, Mo, Ti的偏聚会导致随后的时效处理过程中奥氏体发生逆转变温度降低[25], 使其在480 ℃的时效温度下即可发生奥氏体逆转变, 在晶界处析出. 因此, 时效后的焊缝中的浅色树枝状组织应为逆转变奥氏体组织, 该组织较软, 会导致焊缝金属的强度降低.

综上所述, Ni_3(Ti, Mo)颗粒相能够显著提高接头的强度, 逆转变奥氏体会降低接头的强度, 2者是影响接头强度的重要因素. 焊前时效处理的接头, 因经历了焊接热循环, 焊缝区未见Ni_3(Ti, Mo)颗粒相析出, 尽管晶界出现Ni, Mo, Ti元素的偏聚, 但并未形成逆转变奥氏体; 焊后时效处理的接头, 其焊缝中弥散析出了Ni_3(Ti, Mo)颗粒相, 但焊后时效处理不但未能消除焊接热循环引起的Ni, Ti, Mo在晶界处的偏聚现象, 反而导致了逆转变奥氏体的形成. 焊缝组织和物相的上述差别, 导致了焊后时效处理的接头的强度稍低于时效处理的母材的强度, 但远远高于焊前时效处理的接头的强度.

2.3 焊接接头韧性的影响因素及原因

焊前时效和焊后时效处理接头的静力韧度是不同的, 这既可能是焊接-时效工艺不同引起的, 也可能是由接头的不均质特点决定的, 因此, 分析不同焊接-时效工艺接头的韧性存在差异的原因, 就需要关注焊缝、热影响区等各特征区域的组织和物相.

图6为不同焊接-时效处理工艺接头横截面的

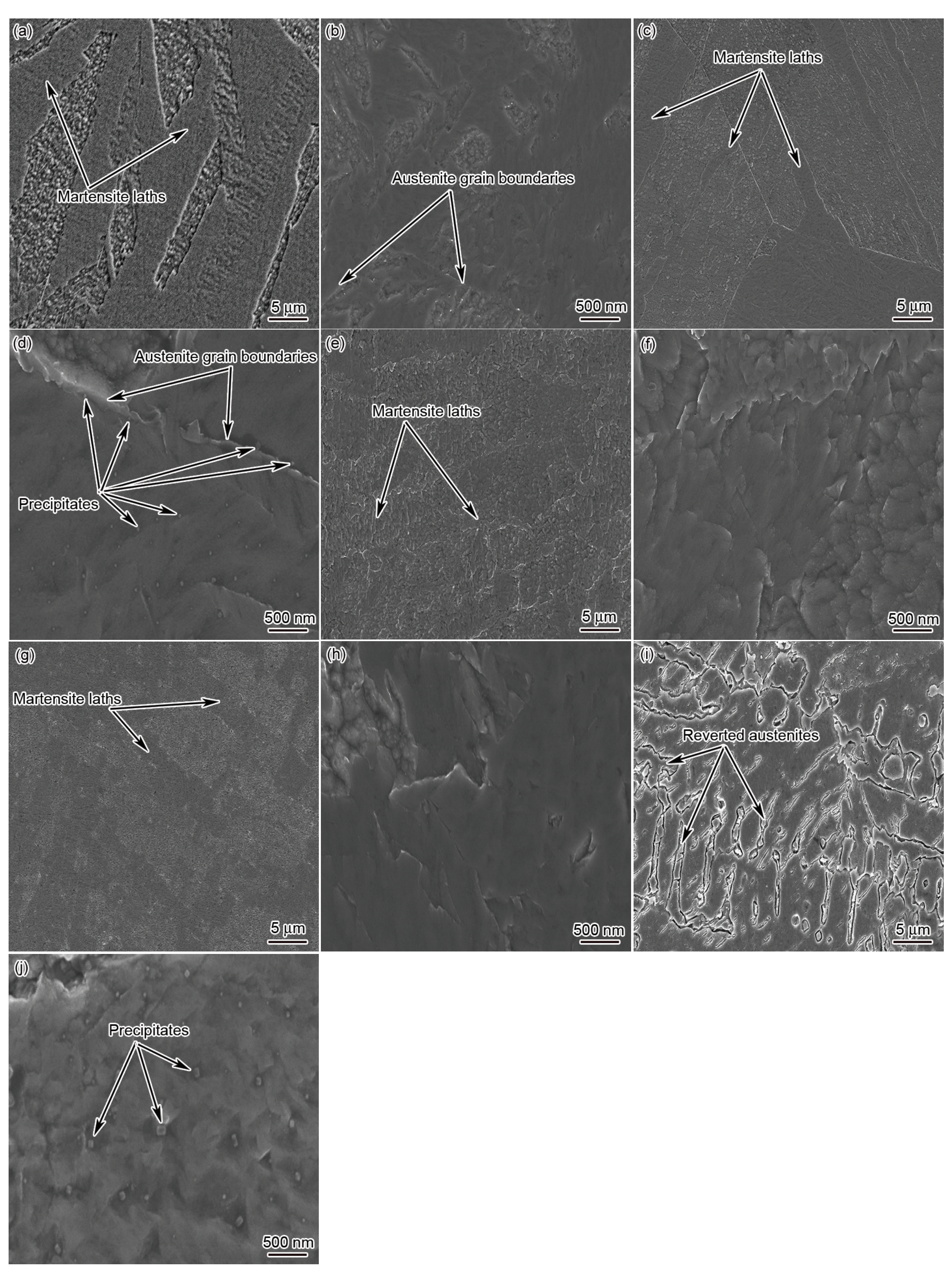


图 4 不同热处理状态母材及焊接-时效处理工艺接头焊缝的SEM像

Fig.4 SEM images of as-received parent metal (a, b), aged parent metal (c, d), welded joint aged before welding (e, f), welded joint without aging (g, h) and welded joint aged after welding (i, j) at low (a, c, e, g, i) and high (b, d, f, h, j) magnification

OM像. 由图可见, 接头焊缝(WM)、热影响区(HAZ)和母材(BM)的腐蚀程度及宏观组织形貌存在明显差别, 焊缝边缘为半熔化区(partial melted zone, PMZ), 且距离焊缝中心0.6~1.0 mm处出现了一个晶粒粗大的深蚀区(deep erosion region, DER). 图7为不同焊接-时效处理工艺接头的显微硬度. 由图可见, 2种焊接-时效处理工艺的接头各特征区域的硬度也不一样, 热影响区均存在软化现象, 平均硬度

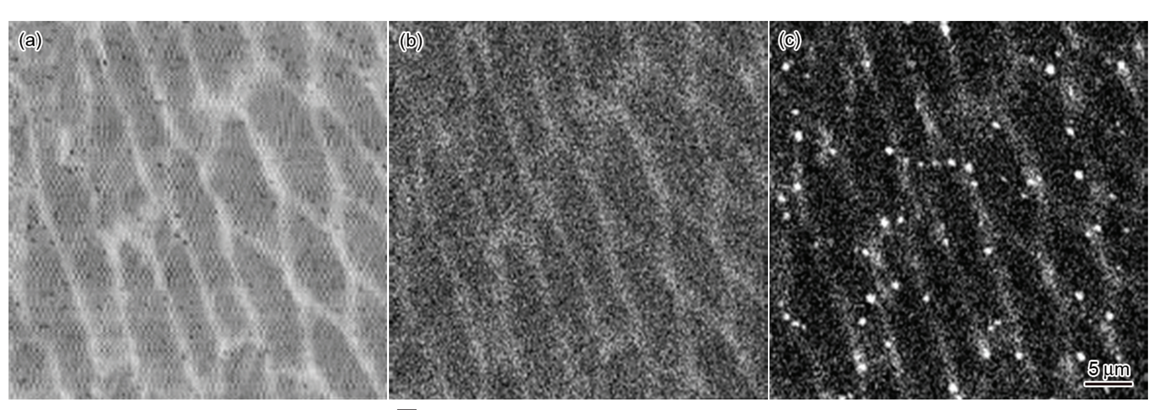


图5 焊后时效处理接头焊缝处的BSE像

Fig.5 BSE images of Ni (a), Mo (b) and Ti (c) in welded joint aged after welding

表2 不同热处理状态母材及焊接-时效处理接头焊缝区晶内和晶界处化学成分的EPMA分析

Table 2 EPMA analysis of chemical compositions in parent metals and welded joints hybrid-treated with welding and aging

(mass fraction / %)

Material	Location	Ni	Mo	Ti	Al	Cr	Fe
As-received parent metal	Cell center	18.96	3.00	1.49	0.110	0.30	76.14
	Cell boundary	19.01	3.01	1.52	0.090	0.28	76.09
Aged parent metal	Cell center	19.00	3.02	1.49	0.120	0.29	76.08
	Cell boundary	19.02	3.01	1.50	0.100	0.31	76.06
Welded without aging	Cell center	18.38	2.77	1.32	0.097	0.28	77.15
	Cell boundary	19.46	3.12	1.53	0.099	0.30	75.49
Aged after welding	Cell center	17.20	2.34	1.08	0.099	0.30	78.98
	Cell boundary	20.67	3.48	1.72	0.096	0.29	73.74

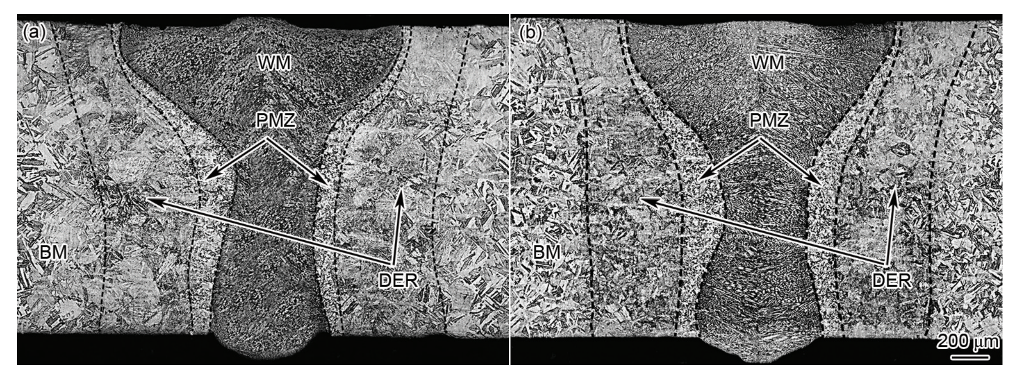


图6 不同焊接-时效处理工艺接头横截面的OM像

Fig.6 OM images of cross sections of welded joints aged before (a) and after (b) welding (BM—base metal, WM—weld metal, PMZ—partial melted zone, DER—deep erosion region)

分别为560和565 HV, 相差较小. 图8为不同焊接-时效处理工艺接头热影响区的SEM像. 由图可见, 2种接头热影响区的半熔化区均为马氏体基体及弥散析出的$Ni_3(Ti, Mo)$颗粒相(图8a和c), 深蚀区均出现了浅色颗粒相(图8b和d). 根据文献[26]的研究结果, 这些浅色颗粒为逆转变奥氏体, 即2种接头热影响区的组织物相是相同的. 而观察2种接头各特征区域的硬度分布情况发现, 焊缝的硬度最低, 且焊前时效的接头的焊缝硬度更低一些, 2种接头的焊缝区的组织和物相差别明显(图3). 由此看来, 2种接头的韧性差别并不是由于热影响区软化引起的, 而是由焊缝金属的组织和物相的差别导致的.

焊前时效处理的接头的弹性变形阶段的U_1和塑性变形阶段的U_2分别为8.1和11.6 MJ/m^3, 而焊后时

效处理的接头的 U_1 和 U_2 分别为25.7和23.9 MJ/m^3 (表1), 即焊前时效的接头在弹性变形阶段和塑性变形阶段的静力韧度均低于焊后时效处理的接头. 图9为不同热处理状态的母材及焊接-时效处理工艺接头焊缝断口的SEM像. 由图可见, 焊前时效处理的接头断口上的韧窝大而浅(图9c), 焊后时效处理的接头断口上的韧窝小而深(图9d). 由焊缝区组织和物相的分析结果可知, 焊前时效处理的接头焊缝区组织为柱状马氏体(图4e和f), 而焊后时效处理的接头焊缝区组织由柱状马氏体、弥散析出的 $Ni_3(Ti, Mo)$ 颗粒相及沿晶界分布的逆转变奥氏体(图4i和j)组成. 因此, $Ni_3(Ti, Mo)$ 颗粒相和晶界逆转变奥氏体应该是引起2种接头韧性产生差异的重要因素.

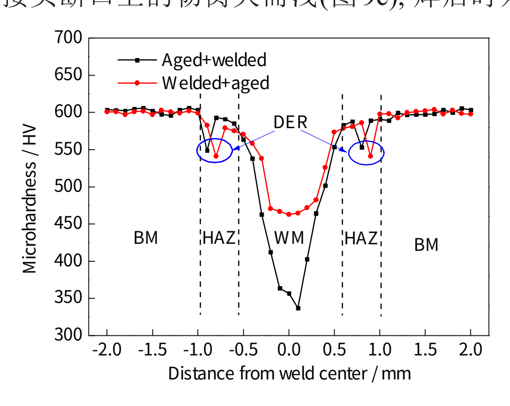


图7 不同焊接-时效处理工艺接头的显微硬度

Fig.7 Microhardness of welded joints hybrid-treated with welding and aging (HAZ—heat affected zone)

时效态母材的 U_1 比固溶态母材大, U_2 比固溶态母材小(表1), 2者微观结构的区别在于时效态母材的板条马氏体基体上弥散析出了 $Ni_3(Ti, Mo)$ 颗粒相(图4b和d). $Ni_3(Ti, Mo)$ 颗粒相显著提高了时效态母材的抗拉强度 σ_b, 同时弹性变形量 δ_1 的提高, 使其在弹性变形阶段吸收的功增加, 即弹性变形阶段的静力韧度 U_1 增加. 但在塑性变形阶段, $Ni_3(Ti, Mo)$ 颗粒相与马氏体基体变形不协调, 裂纹容易在颗粒相处萌生和扩展, 导致母材的塑性变形量 δ_2 减小, 使其塑性变形阶段吸收的功减少, 从而塑性变形阶段的静

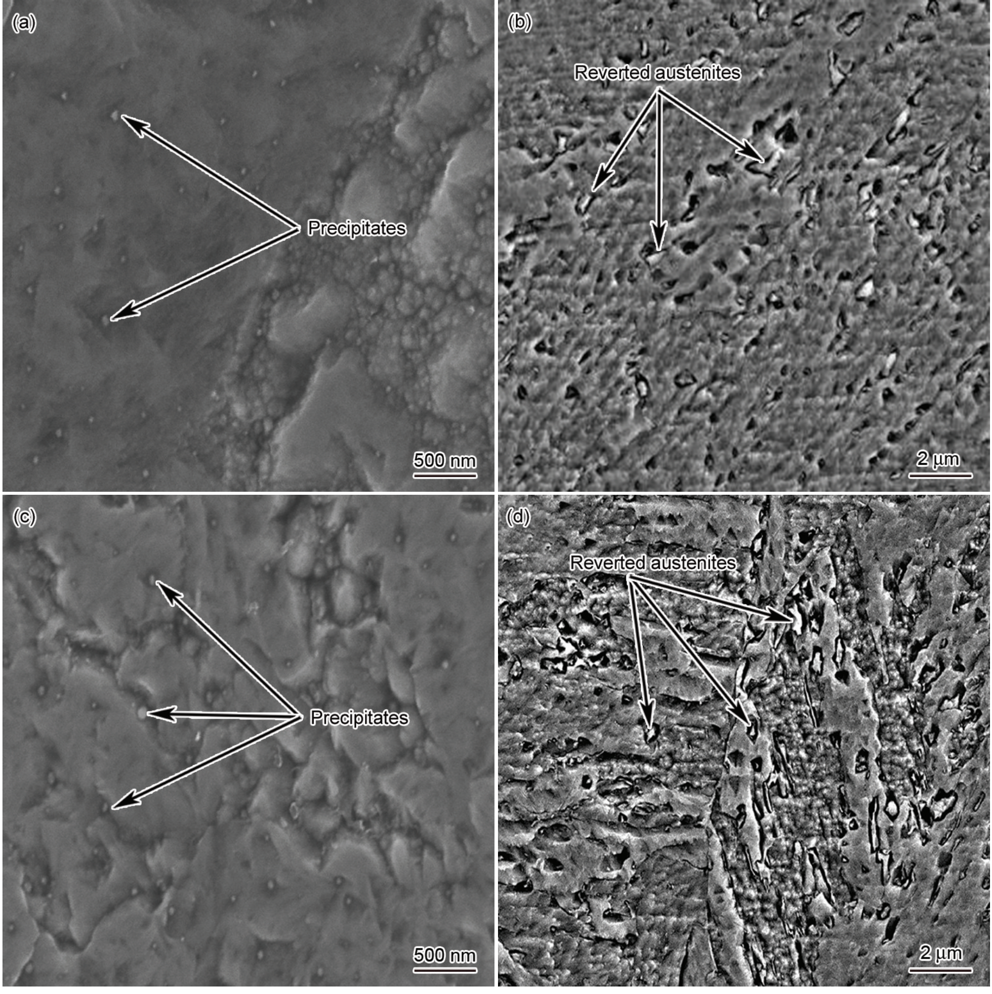


图8 不同焊接-时效处理工艺接头热影响区的SEM像

Fig.8 SEM images of PMZ (a, c) and DER (b, d) in welded joints aged before (a, b) and after (c, d) welding

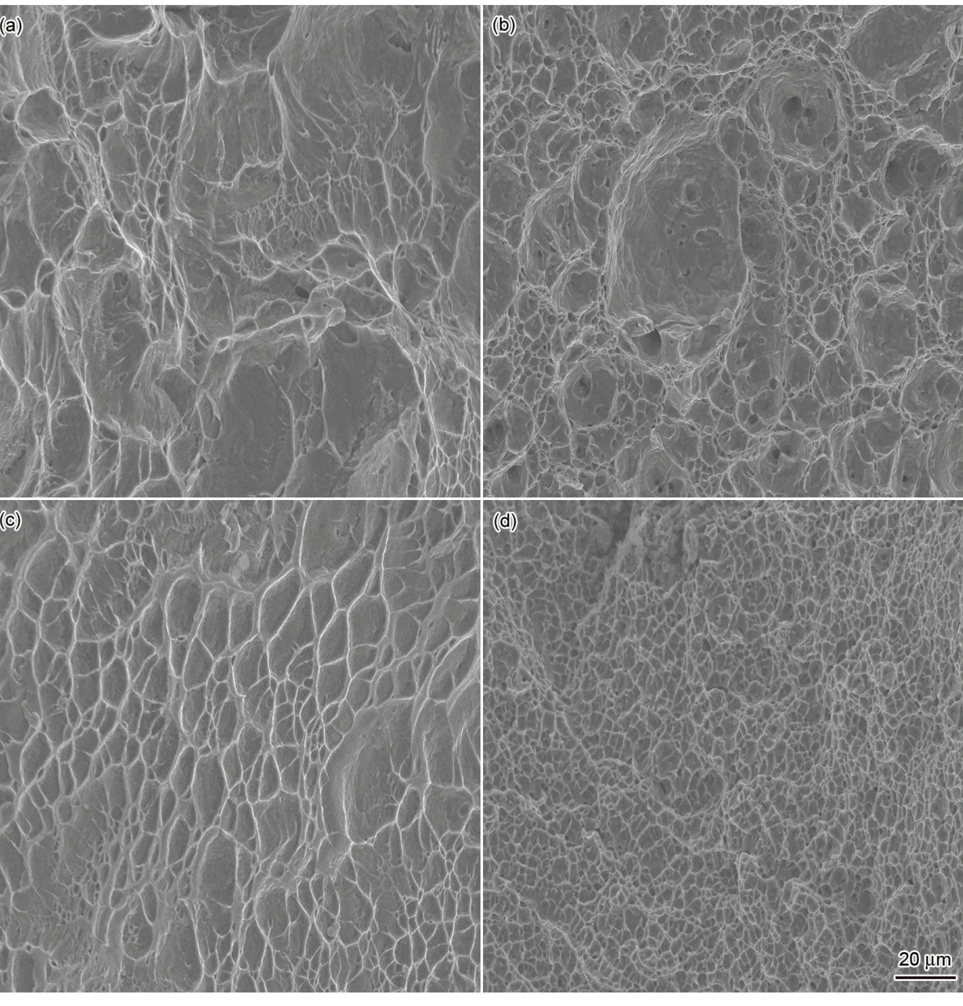


图 9 不同热处理状态母材及焊接-时效处理工艺接头焊缝断口的 SEM 像

Fig.9 SEM images of fractures in as-received parent metal (a), aged parent metal (b), welded joint aged before welding (c) and welded joint aged after welding (d)

力韧度 U_2 减小. 从断口形貌(图 9a 和 b)也可以看出, 与固溶态母材相比, 时效态母材的韧窝小而浅, 证明 $Ni_3(Ti, Mo)$ 颗粒相在塑性变形阶段确实提供了更多的裂纹源, 使断裂时的韧窝尺寸变小, 同时裂纹扩展速度变快, 使韧窝变浅, 导致断裂过程加快, 塑性变形量 δ_2 因而减小.

焊后时效处理的接头的 U_1 与时效态母材相差无几, 但 U_2 仅为 23.9 MJ/m^3, 明显低于时效态母材的 43.4 MJ/m^3 (表 1), 2 者微观结构的区别在于焊后时效处理的接头焊缝中析出了逆转变奥氏体. 焊后时效处理的接头和时效态母材的抗拉强度 σ_b 和弹性变形量 δ_1 均相近, 逆转变奥氏体对接头的强度和弹性变形量影响较小, 所以其对接头弹性变形阶段的静力韧度 U_1 影响不大. 但在塑性变形阶段, 逆转变奥氏体在焊缝受力时裂纹易在此处萌生和扩展, 导致焊后时效处理的接头的塑性变形量 δ_2 减小, 使其塑性阶段吸收的功减少, 从而接头塑性变形阶段的静力韧度 U_2 减小. 由接头断口形貌(图 9b 和 d)可知, 与时效态母材相比, 焊后时效处理的接头焊缝处的韧窝变得更加小而浅, 证实逆转变奥氏体在塑性变形阶段确实提供了更多的裂纹萌生点, 使断裂时的韧窝变小, 同时裂纹扩展速度变快, 使韧窝的深度减小, 导致接头的塑性变形量 δ_2 因而减小.

综上所述, 焊后时效处理的接头焊缝中弥散析出的 $Ni_3(Ti, Mo)$ 有利于提高接头的抗拉强度和弹性变形量, 但会降低接头的塑性变形量; 而逆转变奥氏体对接头的强度和弹性变形量影响不大, 但会显著降低接头的塑性变形量. 与焊前时效处理的接头相比, 焊后时效处理的接头焊缝中因析出了 $Ni_3(Ti, Mo)$ 颗粒相, 所以其抗拉强度 σ_b 和弹性变形量 δ_1 较高, 因而弹性变形阶段的静力韧度 U_1 较高; 虽然 $Ni_3(Ti, Mo)$ 颗粒相和逆转变奥氏体均会降低接头的塑性变形量 δ_2, 但由于 $Ni_3(Ti, Mo)$ 颗粒相显著提高了抗拉强度, 使接头在塑性变形阶段仍然吸收了较多的功,

因而塑性变形阶段的静力韧度高于焊前时效处理的接头.

与焊前时效相比, 先焊接后时效处理的接头具有更好的强韧性, 焊缝是决定焊接-时效处理工艺接头强韧性的关键区域, 焊缝金属中弥散析出的Ni_3(Ti, Mo)颗粒相和晶界逆转变奥氏体是影响接头强韧性的2个主要因素, 2者受焊接热循环及时效2个环节的共同影响. 焊接热循环及焊后时效工艺参数对焊缝中Ni_3(Ti, Mo)颗粒相及晶界逆转变奥氏体的影响规律, 值得深入细致的研究.

3 结论

(1) T250马氏体时效钢焊前时效处理接头的强韧性较差, 抗拉强度为时效态母材的62%, 静力韧度为28%; 焊后时效处理的接头的强韧性较好, 抗拉强度达到了时效态母材的98%, 静力韧度达到了71%. 焊缝区是影响焊接-时效处理接头强韧性的关键区域, 焊缝中弥散析出了Ni_3(Ti, Mo)颗粒相是焊后时效处理的接头强韧性优于焊前时效处理的接头的根本原因.

(2) Ni_3(Ti, Mo)颗粒相能够提高接头的抗拉强度和弹性变形量, 对接头弹性变形阶段的静力韧度有利; Ni_3(Ti, Mo)颗粒相既提高了抗拉强度, 也降低了接头的塑性变形量, 因而对接头塑性变形阶段的静力韧度有双重影响.

(3) 晶界逆转变奥氏体对接头的抗拉强度和弹性变形量影响不显著, 因而对接头弹性变形阶段的静力韧度不会产生实质影响, 但会显著降低接头的塑性变形量, 因而对接头塑性变形阶段的静力韧度不利.

参考文献

[1] Decker R F, Floreens S. In: Wilson R K ed., *Maraging Steels: Recent Developments and Applications*, Huntington, West Virginia: The Minerals, Metals & Materials Society, 1988: 1

[2] Liang D M, Zhu Y Z, Liu G H. *Heat Treat Met*, 2010; 35(12): 34
(梁冬梅, 朱远志, 刘光辉. 金属热处理, 2010; 35(12): 34)

[3] Jiang Y, Yin Z D. *Mater Sci Technol*, 2004; 12(1): 108
(姜 越, 尹钟大. 材料科学与工艺, 2004; 12(1): 108)

[4] He Y, Yang K, Kong F Y, Qu W S, Su G Y. *Acta Metall Sin*, 2002; 38: 278
(何 毅, 杨 柯, 孔凡亚, 曲文生, 苏国跃. 金属学报, 2002; 38: 278)

[5] Vasudevan V K, Kim S J, Wayman C M. *Metall Mater Trans*, 1995; 21A: 2655

[6] Fan Z B, Han D, Duan S C. *Aerosp Technol*, 2010; 10(5): 41
(范赵斌, 韩 冬, 段述苍. 航空航天技术, 2010; 10(5): 41)

[7] Tsay L W, Huang W B, Chen C. *J Mater Eng Perform*, 1997; 6(2): 182

[8] Sundaresan S, Manirajan M, Nageswara R B. *Mater Des*, 2010; 31: 4921

[9] Subhananda R A, Venkata R G, Nageswara R B. *Eng Failure Anal*, 2005; 12: 325

[10] Floreen D S, Bayer A M. In: Wilson R K ed., *Maraging Steels: Recent Developments and Applications*, Huntington, West Virginia: The Minerals, Metals & Materials Society, 1988: 39

[11] Shamantha C R, Narayanan R, Iyer K J L, Radhakrishnan V M, Seshadri S K, Sundararajan S, Sundaresan S. *Sci Technol Weld Joining*, 2000; 5: 329

[12] Gupta R, Reddy R, Mukherjee M K. *Weld World*, 2012; 56(9): 69

[13] Mo D F, He G Q, Hu Z F, Shi Y L, Zhang W H. *Trans China Weld Inst*, 2008; 29(4): 29
(莫德锋, 何国求, 胡正飞, 施延龄, 张卫华. 焊接学报, 2008; 29(4): 29)

[14] Lee Y J, Lee I K, Wu S C, Kung M C, Chou C P. *Sci Technol Weld Joining*, 2007; 12: 266

[15] Reddy G M, Rao V V, Raju A V S. *J Mater*, 2013; 223(4): 149

[16] Tsay L W, Chen C, Chan S L I. *Int J Mater Prod Technol*, 1995; 10(1-2): 132

[17] Fanton B L, Abdalla A J, Fernandes M S. *Weld J*, 2014; 93: 362

[18] Zhao Z Y. *The Design of Alloy Steels*. Beijing: National Defense Industry Press, 1999: 64
(赵振业. 合金钢设计. 北京: 国防工业出版社, 1999: 64)

[19] Zhang L Y, Yang G, Huang C X, Chen W L, Wang L M. *Acta Metall Sin*, 2008; 44: 409
(张凌义, 杨 钢, 黄崇湘, 陈为亮, 王立明. 金属学报, 2008; 44: 409)

[20] Zhang Z M, Zhang X, Wang Q, Li B C. *J Mech Eng*, 2012; 48(18): 67
(张治民, 张 星, 王 强, 李保成. 机械工程学报, 2012; 48(18): 67)

[21] Lu L, Li Z B, Bi Z Y, Xue L H, Ma X. *J Iron Steel Res*, 2014; 26(6): 67
(芦 琳, 李周波, 毕宗岳, 薛磊红, 马 璇. 钢铁研究学报, 2014; 26(6): 67)

[22] Yin Z D, Li X D, Li H B, Lai Z H. *Acta Metall Sin*, 1995; 43: 7
(尹钟大, 李晓东, 李海滨, 来忠红. 金属学报, 1995; 43: 7)

[23] Tsay L W, Lee W C, Luu W C, Wu J K. *Corros Sci*, 2002; 44: 1311

[24] Ye H Q, Zou B S. *Acta Metall Sin*, 1979; 15: 69
(叶恒强, 邹本三. 金属学报, 1979; 15: 69)

[25] Kenyon N. *Weld J*, 1968; 47(5): 193

[26] Narayanan P R, Sreekumar K, Natarajan A, Sinha P P. *J Mater Sci*, 1990; 25: 4587

(责任编辑:罗艳芬)

